

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-65647

(43)公開日 平成6年(1994)3月8日

(51)Int.Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 9/48	E			
8/04	A	7412-4K		
// C 2 2 C 38/00	3 0 1 S			
38/28				

審査請求 未請求 請求項の数 1 (全 7 頁)

(21)出願番号 特願平4-221381

(22)出願日 平成4年(1992)8月20日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 浅野 裕秀

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式  
会社君津製鐵所内

(72)発明者 松津 伸彦

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式  
会社君津製鐵所内

(72)発明者 伊丹 淳

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式  
会社君津製鐵所内

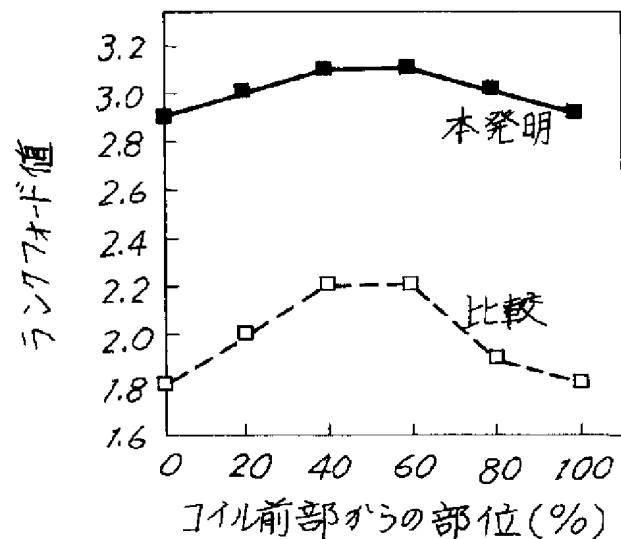
(74)代理人 弁理士 椎名 彊 (外1名)

(54)【発明の名称】 深絞り性の極めて優れた冷延鋼板の効率的な製造方法

(57)【要約】

【目的】 本発明は加工の厳しい自動車部品等に使用する深絞り性の極めて優れた冷延鋼板を効率的に製造する方法を提供するものである。

【構成】 C:0.003%以下、Si:0.1%以下、Mn:0.05~0.4%、P:0.05%以下、S:0.05%、Al:0.06%以下、N:0.004%以下、B:0.0001~0.001%を含有し、かつTi:0.02~0.1%、Nb:0.002~0.04%以下の内、1種または2種を含有し残部Feおよび不可避免の不純物元素からなる鋼を、加熱温度、圧下条件、仕上温度、冷却条件および巻取温度等の熱延条件を規定して、結晶粒を細粒化するとともにコイル長手方向の材質を安定させる。この熱延鋼帯を冷延率、焼鈍温度を規定して、2回冷延-焼鈍を行なう。これにより深絞り性の極めて優れた冷延鋼板が効率的に生産できる。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 mass%でC : 0.003%以下、  
Si : 0.1%以下、  
Mn : 0.05~0.4%  
P : 0.05%以下、  
S : 0.05%以下、  
Al : 0.06%以下、  
N : 0.004%以下、  
B : 0.0001~0.001%を含有し、  
かつTi : 0.02~0.1%、Nb : 0.002~  
0.04%以下の内、1種または2種を含有し、残部Fe  
および不可避的不純物元素からなる鋼を、1200℃  
以下に加熱後熱延するにあたり、粗仕上厚みを50mm  
以上として、下記式で示される有効歪(εeff)を50%  
以上とり、880~950℃以上の温度で仕上圧延  
を終了した後、1s以内に冷却を開始し、平均速度20  
℃/s以上で830℃以下まで冷却を行い、続いて680  
~800℃の温度で巻取り、熱延鋼帯とする。続いて、  
圧下率70~85%で1回目の冷延を行い、さらに  
連続焼鈍ラインで840~900℃の温度で1回目の焼  
鈍を行い、鋼帯とする。続いて、圧下率50%以上でか  
つ全圧下率が85%以上で2回目の冷延を行い、さらに  
連続焼鈍ラインで840~900℃の温度で2回目の焼  
鈍を行なうことを特徴とする深絞り性の優れた冷延鋼板  
の製造方法

$$\varepsilon_{eff} = \{ \text{最終パス圧下率}(\%) \} + 1/2 \{ \text{最終1段前パス圧下率}(\%) \} + 1/4 \{ \text{最終2段前圧下率}(\%) \}$$

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は自動車用外板などで特に  
深絞り性が必要とされる用途に適した極めて優れた深絞  
り性を有する極低炭素冷延鋼板を製造する方法に係わ  
る。

## 【0002】

【従来の技術】深絞り性の優れた冷延鋼板の製造方法と  
して、2回冷延-焼鈍法が知られている。この技術の例  
としては1、2回目の冷延率を詳細に規定した特開平3  
-97812号公報記載の技術がある。しかし、この技  
術では製品の全長に渡る品質については何等考慮されて  
いない。また、より深絞り性に有利な集合組織を形成す  
るための熱延条件については何等記載がない。

## 【0003】

【発明が解決しようとする課題】本発明はこのような観  
点に鑑み、深絞り性の極めて優れた冷延鋼板を効率的に  
製造する方法を提供するものである。

## 【0004】

【課題を解決するための手段】本発明者らは深絞り性の  
極めて優れた冷延鋼板を製造すべく、高純度鋼を用い、  
2回冷延-焼鈍法を詳細に検討した結果、1回目の焼鈍  
後の集合組織が極めて重要であることを明らかにした。

すなわち、1回目の焼鈍後に{111}方位の集合組織  
の集積度を極限までに高めることにより、2回目の冷延  
-焼鈍後に極めて高いランクフォード値を得ることが  
できる。そのためには、熱延時の仕上~冷却~巻取り条  
件を厳格に規定することが重要である。また、これによ  
り鋼帯の長手方向の材質バラツキを最低限に抑えること  
ができる。本発明はこのような課題に対して、特定成分  
の高純度鋼を特定の熱延、特に仕上圧延条件、~巻取り  
の条件を規定し、さらに冷延率、焼鈍条件を規定するこ  
とにより深絞り性の極めて優れた冷延鋼板を効率的に製  
造する方法を提供するものである。

【0005】その骨子とするところは、mass%で

C : 0.003%以下、  
Si : 0.1%以下、  
Mn : 0.05~0.4%  
P : 0.05%以下、  
S : 0.05%以下、  
Al : 0.06%以下、  
N : 0.004%以下、

B : 0.0001~0.001%を含有し、  
かつTi : 0.02~0.1%、Nb : 0.002~  
0.04%以下の内、1種または2種を含有し、残部Fe  
および不可避的不純物元素からなる鋼を、1200℃  
以下に加熱後熱延するにあたり、粗仕上厚みを50mm  
以上として、下記式で示される有効歪(εeff)を50%  
以上とり、880~950℃以上の温度で仕上圧延  
を終了した後、1s以内に冷却を開始し、平均速度20  
℃/s以上で830℃以下まで冷却を行い、続いて680  
~800℃の温度で巻取り、熱延鋼帯とする。続いて、  
圧下率70~85%で1回目の冷延を行い、さらに  
連続焼鈍ラインで840~900℃の温度で1回目の焼  
鈍を行い、鋼帯とする。続いて、圧下率50%以上でか  
つ全圧下率が85%以上で2回目の冷延を行い、さらに  
連続焼鈍ラインで840~900℃の温度で2回目の焼  
鈍を行なうことを特徴とする深絞り性の優れた冷延鋼板  
の製造方法

$$\varepsilon_{eff} = \{ \text{最終パス圧下率}(\%) \} + 1/2 \{ \text{最終1段前パス圧下率}(\%) \} + 1/4 \{ \text{最終2段前圧下率}(\%) \}$$

## 【0006】

【作用】以下に各要件の作用および数値限定理由につい  
て述べる。

C : Cは侵入型固溶元素でランクフォード値が高い集合  
組織形成に有害とされている。従って、通常の極低炭素  
鋼よりも極力低下させる必要がある。そのためには0.  
003%以下とする。

N : Nも侵入型固溶元素であり、Cと同様の理由から、  
0.004%以下に限定する。

Si : 置換型固溶元素であり0.1%を超えると鋼を硬  
化して延性を低下させる。

Mn : 置換型固溶元素であり、0.4%を超えると鋼を

硬化して延性を低下させる。しかし、鋼中のSとMnSを形成し、Sによる熱間脆性を避ける作用があるので、0.05%以上は添加する。

S: 0.05%を超えるとMnSとなり有害介在物が増加し、延性を低下させる。

Al: Alは脱酸に必要な元素である。しかし、0.06%を超えると介在物が増加し、鋼の延性を害する。

P: Pは置換型固溶元素であり、0.05%を超えると鋼を硬化して延性を低下させる。

【0007】Ti: ランクフォード値に不利な集合組織を形成する固溶N, CをTiN, TiCとして固定する。0.02%未満ではその効果がなく、0.1%を超える添加ではこれらの炭窒化物が増加し、延性が低下する。

Nb: Tiと同様にNbCとして、固溶Cを固定する。また、熱延板の細粒化にも寄与する。0.002%未満ではその効果がなく、0.04%を超える添加では炭窒化物が増加し、鋼の延性を害する。

B: Bは2次加工性向上のために添加する。0.0001%未満ではその効果がなく、0.001%を超えると固溶Bの悪影響によりランクフォード値を劣化させる。

【0008】続いて、熱延条件について詳述する。加熱温度: 1200℃以下とする。この温度以上では $\gamma$ 粒が粗大化しすぎ、その後の圧延で熱延板粒径を均一に細粒化するのが難しい。また、種々の炭窒化物等の析出物を溶解させ、後の熱延工程での析出、粗大化処理を困難にする。

粗仕上厚さ: 50mm以上とする。これにより仕上圧延での圧延率を高め、種々の炭窒化物等のひずみ誘起析出を促進し、粗大化させる。

$\epsilon e f f$ : 本発明では前述したような高純度鋼のため、通常の圧延では熱延板の粒径が細粒に成りにくい。そこで、仕上圧延の圧下率、特に後段3パスの圧下率を規定することにより熱延板の粒径を細粒化する。

【0009】仕上温度: 880~950℃とする。下限値未満では一部 $\alpha$ 域圧延にかかる場合があり、延性、ランクフォード値が劣化する。上限値を超えると熱延板の結晶粒が粗大化するためにランクフォード値が劣化する。

圧延後の冷却条件: 圧延後の熱延板の結晶粒を成長させないように、1秒以内に冷却を開始し、平均20℃/s以上で830℃以下まで冷却する。この条件をはずすと結晶が粗大化し、ランクフォード値が低下する。

【0010】巻取温度: 巻取後の保温効果で炭窒化物の析出の促進および粗大化する。そこで、680~800℃とする。下限値未満では効果がなく、上限値を超えると結晶粒が成長し、粗大化する。

1回目の冷延率: 70%~85%とする。1回目の焼鈍後にランクフォード値向上に有利な集合組織を形成させるために、70%以上は必要である。上限値は現状工業

的に生産できる値とした。

【0011】1回目の焼鈍温度: 840~900℃とする。高ランクフォード値とするためには840℃以上は必要である。上限値を超えると $\gamma$ 域にかかり、延性が低下する。

2回目の冷延率: 50%以上とする。下限値未満では集合組織の形成が弱く、ランクフォード値が低下する。上限値は要求される板厚による。

2回目の焼鈍温度: 840~900℃とする。高ランクフォード値とするためには840℃以上は必要である。上限値を超えると $\gamma$ 域にかかり延性が低下する。

【0012】

【実施例】表1に示す成分の鋼を転炉にて溶製し連続鋳造にてスラブとした。この際、RH真空脱ガス装置を用いた。表1においてA, Bは本発明に従った鋼である。C, D, Eは下線部において本発明と異なる。この鋼を表2及び表3に示す熱延、1回目の冷延、1回目の焼鈍、2回目の冷延、2回目の焼鈍条件にて処理を行い各コイルの代表部分を材質試験に供した。引張試験はJIS Z 2201記載の5号試験片を用い、JIS Z 2241記載の方法に従って行なった。深絞り性の指標であるランクフォード値は面内平均の値である。

【0013】

【表1】

表 1

符号	化学 成分 (mass%)										備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	B	N	
A	0.0018	0.01	0.09	0.004	0.004	0.003	0.050	—	0.0002	0.0016	本発明鋼
B	0.0015	0.01	0.12	0.005	0.004	0.003	0.025	0.009	0.0002	0.0018	本発明鋼
C	0.0054	0.02	0.14	0.004	0.005	0.003	0.029	0.004	0.0003	0.0020	比較鋼
D	0.0025	0.01	0.08	0.003	0.004	0.003	0.125	—	0.0002	0.0018	比較鋼
E	0.0026	0.01	0.09	0.005	0.004	0.003	—	0.084	0.002	0.0015	比較鋼

(4)

特開平6-65647

【0014】  
【表2】

10

20

30

6

表 2

No	符号	熱 延 条 件									1回目の 冷延条件	
		HT (°C)	粗仕上 厚さ (mm)	$\varepsilon_{eff}$ (%)	FT (°C)	冷延開始 までの時 間 (s)	平均冷 却速度 (°C/s)	冷延終 了温度 (°C)	巻 取 温 度 (°C)	板厚 (mm)	冷延率 (%)	板厚 (mm)
1	A	1150	65	80	910	0.5	35	800	780	8.0	75	2.0
2	B	1200	60	80	920	0.4	25	780	730	8.0	71	2.3
3	B	<u>1350</u>	65	80	920	0.4	25	780	730	8.0	71	2.3
4	B	1180	<u>40</u>	<u>40</u>	930	0.8	30	790	760	8.0	71	2.3
5	B	1140	60	75	<u>850</u>	0.5	35	800	750	8.0	75	2.0
6	B	1150	65	80	910	<u>2.5</u>	<u>10</u>	800	750	8.0	75	2.0
7	B	1200	60	80	920	0.4	25	<u>870</u>	730	8.0	71	2.3
8	B	1350	65	80	920	0.4	25	800	<u>650</u>	8.0	71	2.3
9	B	1180	40	40	930	0.8	30	790	760	8.0	<u>56</u>	3.5
10	B	1140	60	75	850	0.5	35	800	750	8.0	75	2.0
11	B	1180	40	40	920	0.8	30	790	780	8.0	71	2.3
12	B	1140	60	75	850	0.5	35	800	750	8.0	75	2.0
13	A	1150	65	80	910	0.5	35	800	750	10.0	80	2.0
14	B	1200	60	80	920	0.4	25	780	780	10.0	77	2.3
15	A	1150	65	80	910	0.5	35	800	750	6.0	73	1.6
16	A	1200	60	80	920	0.4	25	780	770	7.0	71	2.0
17	A	1200	60	80	920	0.4	25	780	760	9.0	74	2.3
18	C	1150	65	80	910	0.5	35	800	750	8.0	75	2.0
19	D	1200	60	80	920	0.4	25	780	730	8.0	71	2.3
20	E	1200	60	80	920	0.4	25	780	730	8.0	71	2.3

下線付き数字は本発明の範囲外の条件

【0015】

\* \* 【表3】

表 3

No	符 号	1回目の 連続冷延条件	2回目の 冷延条件		2回目の 連続冷延条件	全 圧 下 率 (%)	製品の特性値			備 考
		焼延温度 (°C)	冷延率 (%)	板厚 (mm)	焼延温度 (°C)		TS (N/mm <sup>2</sup> )	E1 (%)	ランクフ ォード値	
1	A	860	60	0.8	860	90	260	56	3.1	本 発 明 鋼
2	B	850	65	0.8	870	90	255	55	3.0	
3	B	850	65	0.8	850	90	295	52	2.3	比 較 鋼
4	B	850	65	0.8	880	90	280	52	2.3	
5	B	860	60	0.8	870	90	310	48	1.7	
6	B	860	60	0.8	860	90	285	53	1.9	
7	B	850	65	0.8	880	90	270	55	2.2	
8	B	850	65	0.8	850	90	270	55	2.1	
9	B	850	77	0.8	880	90	260	56	2.5	
10	B	<u>780</u>	60	0.8	870	90	306	48	2.2	
11	B	850	<u>30</u>	1.6	860	80	257	56	2.3	
12	B	860	60	0.8	<u>780</u>	90	306	48	1.9	
13	A	850	60	0.8	890	92	284	56	3.3	本 発 明 鋼
14	B	850	65	0.8	880	92	268	55	3.2	
15	A	870	63	0.8	890	90	284	56	3.1	
16	A	850	65	0.7	870	90	268	55	3.0	
17	A	860	65	0.8	880	91	268	55	3.0	
18	C	860	60	0.8	850	90	330	43	1.4	比 較 鋼
19	D	850	65	0.8	860	90	310	41	1.6	
20	E	850	65	0.8	860	90	320	42	1.5	

下線付き数字は本発明の範囲外の条件

【0016】表2及び3において、No. 1, 2, 13, 14, 15, 16, 17は本発明に従ったものである。いずれも深絞り性の指標であるランクフォード値は3.0以上で極めて優れている。一方、比較鋼においては下線部が本発明と異なっており、本発明鋼と比較してランクフォード値が低下している。図1に本発明鋼のNo. 1と比較鋼No. 7のコイル長手方向のランクフォード値の分布を示す。本発明鋼は比較鋼よりもランクフォード値が優れ、かつ材質バラツキが少ない。これにより、本発明により深絞り性の極めて優れた冷延鋼板が高\*50

\*歩留まりで生産が可能である。

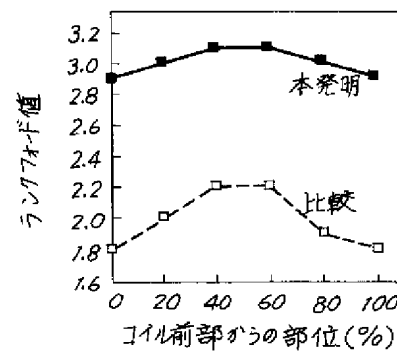
【0017】

【発明の効果】本発明により深絞り性に優れた冷延鋼板を効率的に生産できる。これにより、自動車用部材、電気製品用部材等がより複雑な形状の加工が可能となり、デザインにも自由度がでてくる等、産業界に及ぼす貢献度は大きい。

【図面の簡単な説明】

【図1】実施例に用いたコイル長手方向の材質分布を示す図表である。

【図1】



**PAT-NO:** JP406065647A  
**DOCUMENT-IDENTIFIER:** JP 06065647 A  
**TITLE:** EFFECTIVE PRODUCTION OF COLD  
ROLLED STEEL SHEET EXTREMELY  
EXCELLENT IN DEEP  
DRAWABILITY  
**PUBN-DATE:** March 8, 1994

**INVENTOR-INFORMATION:**

NAME	COUNTRY
ASANO, HIROHIDE	
MATSUZU, NOBUHIKO	
ITAMI, ATSUSHI	

**ASSIGNEE-INFORMATION:**

NAME	COUNTRY
NIPPON STEEL CORP	N/A

**APPL-NO:** JP04221381  
**APPL-DATE:** August 20, 1992

**INT-CL (IPC):** C21D009/48 , C21D008/04 ,  
C22C038/00 , C22C038/28

**US-CL-CURRENT:** 148/603

**ABSTRACT:**

**PURPOSE:** To effectively produce a cold rolled  
steel sheet extremely excellent in deep



drawability by subjecting steel contg. specified amounts of C, Si, Mn, P, S, Al, N, B, Ti and Nb to specified hot rolling, cooling and annealing and thereafter executing specified cooling and annealing.

CONSTITUTION: Steel contg., by weight,  $\leq 0.003\%$  C,  $\leq 0.1\%$  Si,  $0.05$  to  $0.4\%$  Mn,  $\leq 0.05\%$  P,  $\leq 0.05\%$  S,  $\leq 0.06\%$  Al,  $\leq 0.004\%$  N and  $0.0001$  to  $0.001\%$  B as well as  $0.02$  to  $0.1\%$  Ti and/or  $0.002$  to  $0.04\%$  Nb, and the balance Fe with inevitable impurities is heated to  $\leq 1200^{\circ}\text{C}$  and is thereafter subjected to hot rolling. At this time, the coarse finish thickness is regulated to  $\geq 50\text{mm}$  and the effective strain  $\epsilon_{\text{eff}}$  shown by the formula is regulated to  $\geq 50\%$ . Cooling is started within  $1\text{s}$  after the completion of the finish rolling at  $880$  to  $950^{\circ}\text{C}$ , and it is cooled to  $\leq 830^{\circ}\text{C}$  at  $\geq 20^{\circ}\text{C/s}$  and is coiled at  $680$  to  $800^{\circ}\text{C}$ . This hot rolled steel strip is subjected to cold rolling at  $70$  to  $85\%$  draft and continuous annealing at  $840$  to  $900^{\circ}\text{C}$  and is moreover subjected to cold rolling at  $\geq 50\%$  draft and  $\geq 85\%$  total draft and continuous annealing at  $840$  to  $900^{\circ}\text{C}$ .

COPYRIGHT: (C)1994, JPO&Japio